مجله بلورشناسی و کانی شناسی ایران

مقاله پژوهشی

سال بیست و هشتم، شمارهٔ سوم، پاییز ۹۹، از صفحهٔ ۷۶۳ تا ۷۷۰



[DOR: 20.1001.1.17263689.1399.28.3.17.1]

[DOI: 10.29252/ijcm.28.3.763]

بررسی اثر افزودن کرندوم بر ویژگی‌های مکانیکی دیرگدازهای سیلیکون کاربیدی

بهزاد مهدی خانی*، بهزاد سعیدی رضوی

گروه پژوهشی ساختمانی و معدنی، پژوهشکده مهندسی و فناوری، پژوهشگاه استاندارد، کرج، ایران

(دریافت مقاله: ۹۸/۸/۲۷، نسخه نهایی: ۹۸/۱۱/۲۳)

چکیده: مواد اکسیدی مانند کرندوم Al_2O_3 اثر به‌سزایی بر ویژگی‌های مکانیکی و اکسایشی دیرگدازها یا مواد نسوز دارند. در این پژوهش، اثر افزودن Al_2O_3 بر تراکم پودری، تخلخل ظاهری، انقباض خطی و مقاومت در برابر اکسایش مواد نسوز کامپوزیت SiC و همچنین اثر مقاومت فشاری و خمشی پیش و پس از گرمادهی بررسی شد. افزون بر این، سازوکارهای مقاومت در برابر اکسایش مواد نسوز کامپوزیت SiC با استفاده از گرمادهی در جو هوا در دماهای بیش از ۱۴۰۰ درجه سانتیگراد بررسی گردید. ریزساختار و فازهای تشکیل شده در این دیرگداز در اثر افزودن کرندوم با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) تعیین شدند. نتایج نشان دادند که افزایش Al_2O_3 باعث کاهش انقباض خطی و در نتیجه افزایش تراکم و استحکام مکانیکی می‌شود. افزون بر این، با افزودن Al_2O_3 به مقدار ۸٪ وزنی، مقاومت خمشی نخست افزایش و سپس کاهش می‌یابد.

واژه‌های کلیدی: *کاربید سیلیکون؛ آلومینا؛ کلوخه‌سازی؛ استحکام خمشی؛ کرندوم.*

مقدمه

کاربید سیلیکون (SiC) یک ماده سرامیکی بوده که نوع خالص آن بی‌رنگ است و وجود ناخالصی‌هایی چون آهن در ساختار آن موجب تغییر رنگ به سمت قهوه ای و مشکی می‌شود. صورت طبیعی آن به ندرت در کانی‌های معدنی قابل دستیابی است. این ماده حدود ۲۵۰ حالت بلوری دارد که فاز α آن از فراوانی بیشتری برخوردار است.

کاربید سیلیکون از مواد دیرگداز است که به طور خام در طبیعت یافت نمی‌شود. این ماده به طور مصنوعی تهیه می‌شود. کاربرد آن در ساخت فراورده‌های دیرگداز و ساینده‌هاست که بیشتر در کوره‌های بلند، دستگاه‌های اسیدشویی، کوره‌های قائم مس کاتدی، انواع نازل‌ها، کوره‌های ذوب فلزات و سنباده‌ها استفاده می‌شوند. از کاربردهای کلی کاربید سیلیکون می‌توان به استفاده از آن در سنگ‌های برش، ابزار برش و مولد گرما در کوره‌ها اشاره کرد [۱-۵]. کاربید سیلیسیم به روش موسوم به "فرایند اچسون" با استفاده از مواد اولیه ماسه سیلیسی و کک سنتز می‌شود. این فرایند در دمای ۲۳۰۰ درجه سانتی‌گراد و با استفاده از جریان الکتریسیته انجام می‌شود. تولید هر کیلوگرم کاربید سیلیسیوم به ۱۵ کیلوواتساعت انرژی الکتریکی نیاز دارد. کاربید سیلیسیوم دارای ساختار بلوری ششگوشی یا مکعبی است [۶]. چگالی این ماده برابر با ۳/۲۱ گرم بر سانتی متر مکعب بوده و دارای مقاومت شیمیایی بالا و مقاومت الکتریکی پایینی است. این ماده از نظر سختی در رده‌بندی موهس، بین کرندوم و الماس است. کاربید سیلیسیم می‌تواند بدون تغییرات شیمیایی و فیزیکی قابل توجه، تا دمای ۱۰۰۰ درجه سلسیوس را نیز تحمل کند. این سرامیک در صنعت الکترونیک نیز از جمله در دیودهای نورافشان (LED)، در رادیوهای قدیمی به عنوان آشکارساز و امروزه به طور گسترده در ساخت نیمرساناهای دما/ ولتاژ بالا به کار می‌رود. در صنایع هوافضا، زیورآلات، کاتالیزورها، انواع فیلامان‌ها، در تولید گرافن و غیره نیز از این ماده استفاده می‌شود. دمای تصعید بالای آن (۲۷۰۰ درجه سانتیگراد) موجب کاربرد آن در قطعات و بدنه کوره نیز شده است. این نوع پوشش نخست برای محافظت فلز یا ماده زمینه در برابر محیط‌های شیمیایی مهاجم استفاده

Comment [d1]: انتقال از اخر بخش

*نویسنده مسئول، تلفن: ۰۲۱۹۰۸۴۹۲۱۹۸، نمابر: ۰۲۶۳۲۸۰۳۸۷۳، پست الکترونیکی: mehdikhani@standard.ac.ir

گردید. این پوشش بیشتر به صورت کامپوزیت و چند لایه با سایر پوشش‌ها به‌کار می‌رود. پوشش کاربید سیلیکون سبب افزایش مقاومت در برابر ضربه، بهبود مقاومت شیمیایی و در مورد مواد گرافیتی سبب افزایش پایداری در برابر اکسایش می-شود [۷]. کاربید سیلیکون به عنوان پوششی برای جلوگیری از خوردگی و سایش استفاده می‌شود که استحکام آن در دماهای بالا، باعث به‌کارگیری آن در شرایط سخت می‌شود. این پوشش دارای ساختار بلوری چاروجهی است که منجر به مقاومت در برابر خوردگی شده و همچنین ویژگی‌های مکانیکی بسیار خوبی برای آن می‌شود. این پوشش با ضخامت مورد نظر به روش لایه‌نشانی بخار شیمیایی (CVD) با جریان کربن و سیلیکون در حضور گاز بی اثری چون هیدروژن خالص بر سطح قطعه ایجاد می‌شود. به این ترتیب، پوشش کاربید سیلیکون با تخلخلی نزدیک به صفر بر سطح ایجاد می‌شود که این امر افزایش ویژگی پوشش‌دهی، عمر و ماندگاری بیشتر را در پی دارد.

اکسید آلومینیوم (Al_2O_3) از ترکیب‌های غیرآلی و یک اکسید آمفوتر مهم است. اکسید آلومینیوم نام‌های تجاری متنوعی چون آلومینا و کرندوم[1] دارد که نشان دهنده گستره وسیع استفاده از این ماده در صنعت است. کاربرد عمده اکسید آلومینیوم برای تولید فلز آلومینیوم است. البته، این ماده به عنوان ساینده و و ابزار برش (به دلیل سختی بالا) و همچنین به عنوان دیرگداز (به دلیل دمای ذوب بالا) نیز مورد استفاده قرار می‌گیرد. کرندوم فراوان‌ترین شکل بلوری اکسید آلومینیوم است که به آن α-آلومینا گفته می‌شود و در طبیعت وجود دارد. یاقوت سرخ و یاقوت کبودکانی‌های گران بهایی هستند که از کرندوم تشکیل شده‌اند. علت تنوع رنگی این کانی‌های آلومینا (کرندوم)، وجود ناخالصی هاست. رنگ قرمز یاقوت سرخ به دلیل وجود ناخالصی کروم و دلیل رنگ یاقوت کبود ناشی از حضور ناخالصی‌هایی چون آهن و تیتانیم است. اکسید آلومینیوم عایق الکتریکی بوده و دارای رسانندگی گرمایی به-نسبت بالا است [۸-۱۰]. رسانندگی گرمایی آن تابع دما و به طور میانگین $Wm^{-1}K^{-1}$ ۲۵۰-۲۰۴ است. گفتنی است که رسانندگی گرمایی آلومینا در بین سرامیک‌ها بسیار بالاست. به دلیل بالا بودن نقطه ذوب آلومینا, این ماده مقاومت و پایداری گرمایی بالایی دارد. تشکیل اکسید آلومینیوم بر سطح فلز آلومینیوم، عامل حفاظتی آن در برابر عوامل هوازدگی است.

آلومینیوم فلزی یک ماده بسیار واکنش‌پذیر با اکسیژن موجود در هواست و یک لایه محافظت کننده از آلومینا (به ضخامت ۴ نانومتر) در مدت ۱۰۰ پیکوثانیه روی بخش های در معرض هوا ایجاد می‌شود. تشکیل سریع این لایه اکسیدی مانع اکسید شدن همه آلومینیوم می‌شود. ضخامت و ویژگی‌های این لایه اکسیدی را می‌توان بوسیله فرآیند آندی کردن تغییر داد. از این فرایند برای بهبود مقاومت به خوردگی برخی از آلیاژها مانند برنزهای آلومینیومی استفاده می‌گردد. آلومینای ایجاد شده توسط فرآیند آندی شدن بی‌شکل (آمورف) است، اما می‌توان با فرایندهایی چون اکسایش الکترولیتی پلاسما لایه بلوری از آلومینا با سختی بیشتر به وجود آورد. آلومینا استحکام دی-الکتریک خوبی نیز دارد. این ماده الکترولیت جامد نیست و از این رو مانند اکسید زیرکونیوم (ZrO_2) عمل نمی‌کند و ویژگی‌های دی‌الکتریک آن نیز وابسته به فشار اکسیژن نیست. سختی آلومینا در مقیاس موهس ۹ است. در این رده‌بندی، آلومینا پیش از الماس با سختی ۱۰ قرار دارد.

چنانکه اشاره شد، ساختار بلوری عمده آلومینا، کرندوم است که در آن، یون‌های اکسیژن و آلومینیوم در جایگاه‌های یک ششگوشی تنگ‌پکیده (HCP) قرار دارند. به بیانی دیگر، یون‌های اکسیژن یک HCP تشکیل داده و و یون‌های Al^{3+} دو سوم فضاهای خالی هشت‌وجهی را اشغال می‌کنند، یعنی، کرندوم با توجه به یون‌های Al^{3+} دارای شبکه چاروجهی است. در واقع، هر یاخته یکه HCP از ۲ واحد فرمولی اکسید آلومینیوم تشکیل شده است. آلومینا فازهای دیگر δ، θ،η، χ و γ نیز دارد که هر یک دارای ساختار بلوری و ویژگی‌های متفاوتی هستند. البته همه این فازها فازهایی میانی و ناپایدارند. با گرمادهی آلومینا و شکل‌گیری این فازها، سرانجام فاز α تشکیل می‌شود. فاز γ می‌تواند تاحدی در آب حل شود که حلالیت آن نشان دهنده کارایی نامناسب آن است. البته، می-توان از ناپایداری برخی از فازهای آلومینا و فعالیت‌های شیمیایی آن‌ها برای کاربردهای ویژه بهره برد، از جمله می‌توان از آن‌ها به عنوان پایه کاتالیزور و یا حتی یک کاتالیزور استفاده کرد.

برای تولید کانی‌های هیدروکسید آلومینیوم اغلب از بوکسیت استفاده می‌شود که فراوان‌ترین سنگ معدن آلومیناست. مخلوطی از کانی‌های ژیبسیت، $Al(OH)_3$، بوهمیت، γ- AlO(OH)، و دیاسپور، α-AlO(OH)، در سنگ بوکسیت وجود دارند. بوکسیت با فرآیند بایر خالص‌سازی می-

1 - corundum

شود. بوکسیت ماده اولیه مورد استفاده در روش بایر برای تولید پودر آلومینا است. برای صرفه اقتصادی فرآیند بایر، این بوکسیت باید خلوصی بیش از ۵۵ درصد داشته باشد. ماده اولیه به دست آمده از معدن (بوکسیت) خردایش شده و در مخازن بزرگ و سربسته آب در سود سوزآور حل شده و آلومینات سدیم به صورت محلول در آب تشکیل می‌شود. پس از آن، ناخالصی‌های نامحلول مانند آهن، سیلیس و تیتان، که به لجن قرمز معروفند، با صافی جدا می‌گردند. سپس برای برعکس کردن واکنش انحلال هیدروکسید، گاز دی اکسید کربن به درون محلول دمیده شده و رسوب $Al(OH)_3$ تشکیل می‌شود. این رسوب جداسازی، خشک و در کوره دوار کلسینه می‌شود. برای این منظور، نخست در دمای پایین کوره عمل خشک شدن و در ادامه، عمل تجزیه انجام می‌شود. هر چه دمای کوره (دمای تجزیه) بالاتر باشد، عمل تبدیل می‌تواند کامل تر صورت گیرد. در دمای ۱۴۰۰ درجه سانتیگراد، حدود ۹۰ تا ۹۹ درصد از هیدروکسید به α-آلومینا تبدیل می‌شود و مقداری نیز فاز میانی γ وجود دارد. از این رو بسته به دمای کوره و افزودنی-های مختلف، درصد فاز α– آلومینا متفاوت است. با روش بایر حتی می‌توان آلومینایی با خلوص ۹۹٫۹۹ درصد تولید کرد. آلومینای به دست آمده خردایش و دانه‌بندی می‌شود. به آلومینای به دست آمده از روش بایر آلومینای کلسینه شده می‌گویند. موادی چون کلرین‌ها، فلورین‌ها و بور می‌توانند دمای تجزیه هیدروکسید را کاهش داده و بر شکل ذرات نهایی نیز اثر گذارند. همچنین آنها عامل جوانه‌زا برای تشکیل α-آلومینا هستند.

سرامیک SiC در بسیاری از کاربردهای صنعتی مانند قطعه‌های سایش، صافی‌های ذرات دیزل، غشاها، آینه‌های نوری، قطعه‌های مختلف پردازش نیمرساناها و صفحه‌های زره پوش استفاده می‌شود و انتخاب ممکنی برای کپسول‌های هسته‌ای و قطعه‌های راکتور همجوشی است [۱۱-۱۵].

با این حال، SiC به عنوان یک ماده سرامیکی شکننده بوده و استحکام مکانیکی آن نسبت به سایر کاربیدهای فلزی کمتر و در مواجهه با فشار مکانیکی بالا یا شوک، مستعد شکستگی است [۶]. نقطه ضعف دیگر SiC دشوار بودن تولید آن به شکل‌های دلخواه به ویژه طراحی‌های ظریف برای کاربردهای ویژه است [۶]. همچنین، متراکم کردن SiC بدون استفاده از مواد افزودنی پودری مناسب و فشار خارجی دشوار است [۴]. این امر بیشتر ناشی از ماهیت کووالانسی پیوند Si-C و ضریب نفوذ پایین آن است. انواع مختلفی از مواد کمک پخت سوزنی برای کاهش زمان و دمای پخت آب وجود دارد که بر اساس ویژگی‌های نمونه نهایی به دست آمده، هر یک مزایا و معایبی دارند [۱۶-۲۰]. یکی از افزودنی‌های مناسب برای کلوخه‌سازی SiC کرندوم یا آلومینا (Al_2O_3) است.

در SiC کلوخه‌سازی شده در حضور فاز مایع (LPS)، مواد افزودنی پاشیده شده روی ذرات پودری SiC با اکسید سطح آن واکنش داده و ذوب می‌شوند که به این ترتیب، امکان ترابری انبوه تراکم فراهم شده و پس از پخت، به صورت یک فاز بین دانه‌ای بی‌شکل در مرزدانه‌ها ظاهر می‌شود [۲۲،۲۱]. فاز بین دانه‌ای می‌تواند به شدت بر ویژگی‌های سرامیک LPS SiC اثر بگذارد. در این پژوهش، برای بهبود ویژگی‌های مکانیکی SiC و کارکرد آن به عنوان قطعه نسوز در دماهای بیش از ۱۵۰۰ درجه سانتیگراد، از افزودنی آلومینا با فاز کرندوم استفاده شد. آلومینا در مقادیر ۱ تا ۸ درصد وزنی به SiC اضافه شد و ترکیب در دمای ۱۴۰۰ درجه سانتیگراد کلوخه‌سازی یا پخت گردید. در ادامه، تغییرات ایجاد شده طی واکنش با فازهای تشکیل شده در بدنه کامپوزیت SiC- Al_2O_3 با میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) بررسی گردید.

روش تجربی

در این پژوهش، از پودر SiC با توزیع اندازه ذرات مشخص شده در جدول ۱ استفاده شد. پودر SiC با طیف‌سنجی فلئورسانس پرتوی ایکس (XRF) بررسی شد که نتایج آن در جدول ۲ ارائه شده است. پودر آلومینای مورد استفاده از مرک تهیه شده بود. مقادیر استفاده شده از افزودنی پودر آلومینا در جدول ۳ آورده شده است.

جدول ۱ توزیع اندازه ذرات SiC مورد استفاده.

اندازه ذرات (μm)	ردیف	اندازه ذرات (μm)	ردیف	اندازه ذرات (μm)	ردیف	اندازه ذرات (μm)	ردیف	اندازه ذرات (μm)	ردیف
۱۲٫۴۰	۵	۱۴٫۱۹	۴	۱۱٫۰۹	۳	۹٫۵۴	۲	۱۸٫۰۶	۱
۶٫۶۵	۱۰	۱۴٫۴۵	۹	۱۳٫۸۳	۸	۱۲٫۹۶	۷	۱۲٫۰۴	۶
۲٫۹۰	۱۵	۸٫۷۹	۱۴	۱۳٫۰۳	۱۳	۱۱٫۲۲	۱۲	۲۲٫۷۷	۱۱
۴٫۱۲	۲۰	۱۵٫۰۰	۱۹	۶٫۲۴	۱۸	۸٫۹۳	۱۷	۴٫۶۸	۱۶

[DOR: 20.1001.1.17263689.1399.28.3.17.1]
[DOI: 10.29252/ijcm.28.3.763]

جدول ۲ مقدار عناصر موجود در پودر SiC مورد استفاده.

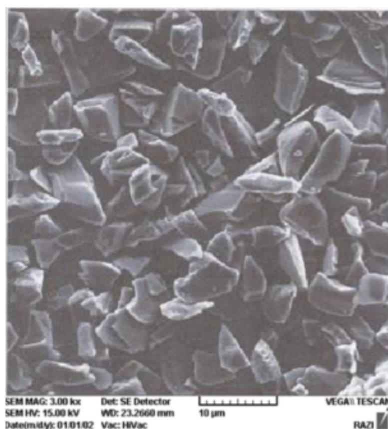
درصد وزنی	عنصر	درصد وزنی	عنصر	درصد وزنی	عنصر	درصد وزنی	عنصر	درصد وزنی	عنصر
<۰/۰۱	P	۶۹/۹	Si	<۰/۰۱	Al	<۰/۰۱	Mg	<۰/۰۱	Na
<۰/۰۱	La & Lu	۳۰/۰	C*	۰/۱	Fe	<۰/۰۱	Ca	<۰/۰۱	S

جدول ۳ نمونه‌های مختلف SiC با مقادیر متفاوت افزودنی Al_2O_3.

نمونه	Al2O3	SiC
S1	۰	۱۰۰
S2	۱	۹۹
S3	۲	۹۸
S4	۳	۹۷
S5	۴	۹۶
S6	۵	۹۵
S7	۶	۹۴
S8	۷	۹۳
S9	۸	۹۲

آماده سازی

پودر SiC به همراه ۱ تا ۸ درصد وزنی پودر آلومینا در آسیاب سیاره ای به مدت ۲ ساعت آسیاب شدند تا پودرها از نظر ترکیب یکنواخت شوند. تصویر نمونه آسیاب شده دربردارنده ۸ درصد وزنی آلومینا که با میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل VEGA-TESCAN ثبت شده در شکل ۱ نشان داده شده است. در مرحله بعد، نمونه‌ها با استفاده از پرس سرد با فشار ۲ تن در قالب فولادی به صورت قرص با قطر ۵ سانتیمتر و ضخامت ۰/۵ سانتیمتر فشرده شدند. برای استحکام بخشی به مواد اولیه خام و ضعیف در این نمونه‌ها از ۱ میلی گرم کربوکسی متیل سلولز (CMC) استفاده شد. قرص‌ها در کوره با فشار جو آرگون در دمای ۱۴۰۰ درجه سانتیگراد به مدت ۲ ساعت کلوخه‌سازی شدند. سپس نمونه‌ها با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) بررسی شدند. برای تشخیص فازهای تشکیل شده در نمونه ها از پراش‌سنج پرتوی ایکس (XRD) شرکت زیمنس مدل D500 استفاده گردید. همچنین، ویژگی‌های مکانیکی نمونه‌ها با دستگاه استحکام سنجی سنتام و قالب‌های استوانه‌ای بررسی شد. سرانجام، چگالی نمونه‌های کلوخه‌سازی شده با استفاده از روش غوطه‌وری ارشمیدسی اندازه‌گیری گردید.



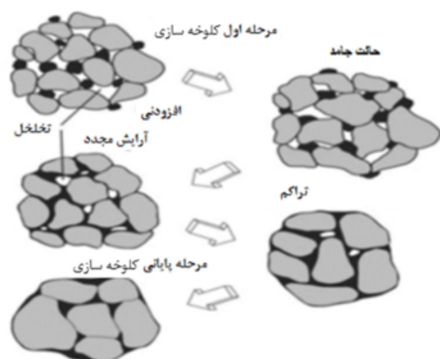
شکل ۱ تصویر SEM از پودر SiC- Al_2O_3 آسیاب شده.

کلوخه‌سازی نمونه‌ها

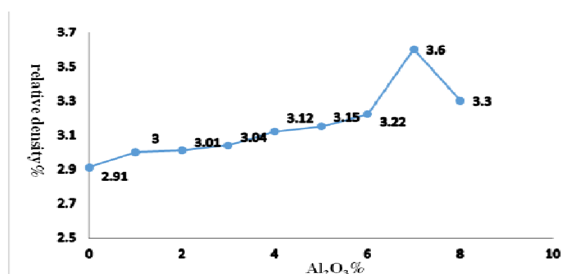
کلوخه‌سازی یک قطعه متراکم شده از پودر در بالای خط انجماد خود در حضور یک فاز مایع انجام شده و آن را کلوخه‌سازی فاز مایع (LPS) می‌نامند. در یک سامانه کلوخه‌سازی فاز مایع آرمانی اغلب دانه‌های جامد و یک مایع در تعادل شیمیایی هستند. به هر حال، در سامانه‌های واقعی، کلوخه‌سازی حالت جامد اغلب با گرمادهی به کلوخه‌سازی فاز مایع تبدیل می‌شود و واکنش میان پودرهای مختلف طی گرمادهی و در شروع LPSرخ می‌دهد [۱۶-۲۰]. کلوخه‌سازی حالت جامد و واکنش‌ها در این سامانه حالت اولیه LPS در یک سامانه واقعی را نشان می‌دهند [۲۳]. شکل ۲ سازوکار کلوخه‌سازی نمونه SiC با افزودنی آلومینا در حضور فاز مایع (LPS) را نشان می‌دهد. طی LPS، رشد دانه و تراکم همزمان رخ می‌دهد. (مشابه کلوخه‌سازی حالت جامد). این دو پدیده اساسی مستقل از هم نیستند و بر هم اثر می‌گذارند که در این پژوهش، اصول آنها و تغییرات ریزساختاری ناشی از آنها در حالت تعادل شیمیایی توضیح داده می‌شود. برای این منظور نخست، رشد دانه در زمینه‌ای مذاب توصیف شده و در مورد آن، متراکم شوندگی و تغییرات ساختاری نیز توضیح داده می‌شود. در این فرایندها، سایر پدیده‌ها مانند واکنش شیمیایی میان ذرات و نفوذ حالت جامد، که احتمالا در مرحله اولیه کلوخه‌سازی و در سامانه‌های واقعی رخ می‌دهند، در نظر گرفته می‌شوند [۲۴-۲۸].

نتایج و بحث

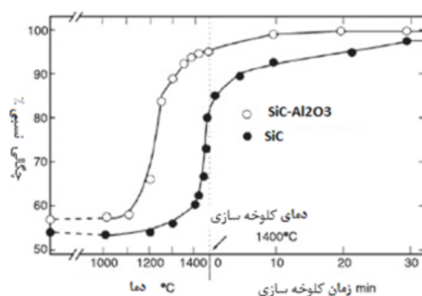
نتایج نشان داد که در اثر تراکم طی کلوخه‌سازی، چگالی نمونه افزایش می‌یابد. تغییرات چگالی نمونه‌ها در شکل ۳ آورده شده است؛ دیده می‌شود که با افزایش مقدار افزودنی آلومینا تا ۸ درصد وزنی، چگالی نمونه‌ها افزایش نشان می‌دهد. مقایسه تغییر چگالی نمونه کلوخه‌سازی شده SiC و کامپوزیت SiC- Al_2O_3 در شکل ۴ نشان می‌دهد که در اثر افزودن Al_2O_3 ، دمای کلوخه‌سازی کاهش یافته و در نتیجه با افزایش دمای کلوخه‌سازی و یا عمل پخت، تراکم نمونه بهبود می‌یابد.



شکل ۲ سازوکار کلوخه سازی SiC در حضور فاز مایع.

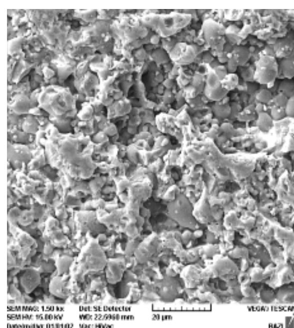


شکل ۳ چگالی نمونه‌ها نسبت به مقدار آلومینا.

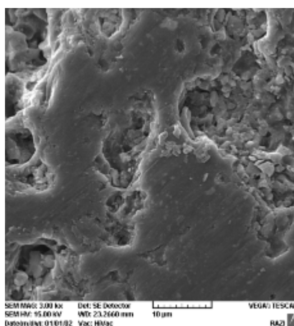


شکل ۴ مقایسه چگالی نسبی نمونه های با و بدون Al_2O_3 نسبت به زمان کلوخه سازی.

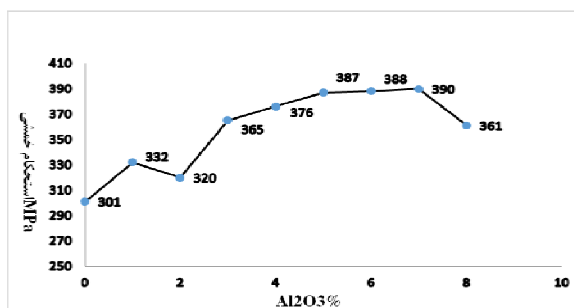
تصاویر SEM نمونه SiC کلوخه‌سازی شده در شکل ۵ آورده شده است. دیده می‌شود که دانه‌های SiC به خوبی به هم نچسبیده‌اند و کلوخه‌سازی به طور کامل انجام نشده است. همچنین، با توجه به مشاهده تخلخل در این نمونه، چگالی این نمونه کم است. با افزودن آلومینا، تراکم نمونه‌ها افزایش یافته و تخلخل سطحی مشاهده شده در تصاویر SEM کاهش یافته است (شکل ۶). نتایج آزمون استحکام خمشی نمونه‌های کلوخه‌سازی شده در شکل ۷ نشان داده شده است. چنانکه پیشتر بیان شد، استحکام خمشی نمونه نخست با افزودن آلومینا افزایش یافته ولی با افزایش بیشتر آلومینا تا ۸ درصد وزنی، کاهش یافته است. حضور آلومینا در SiC موجب تشکیل فاز مولایت در نمونه شده که این فاز نیز موجب افزایش استحکام خمشی می‌شود. البته، با افزایش بیشتر افزودنی آلومینا، فاز مولایت بیشتری تولید شده و موجب کاهش استحکام خمشی آن می‌گردد [۲۹].



شکل ۵ تصویر SEM از نمونه SiC کلوخه‌سازی شده در دمای ۱۴۰۰ درجه سانتیگراد.



شکل ۶ تصویر SEM نمونه کلوخه‌سازی شده SiC دربردارنده ۸ درصد وزنی Al_2O_3.



شکل ۷ استحکام خمشی نمونه‌ها نسبت به مقدار افزودنی Al_2O_3.

برداشت

مواد تشکیل شده از SiC طی کلوخه‌سازی به خوبی متراکم نشده و کلوخه‌سازی آن‌ها کامل نمی‌شود. با افزایش بیشتر دمای کلوخه‌سازی، چگالی SiC افزایش می‌یابد [۲۷،۱۰]. همچنین، همینطور از نظر بالا بودن هزینه کلوخه‌سازی در دماهای بالا این موضوع مقرون به صرفه نیست. حضور آلومینا موجب کاهش دمای مورد نیاز برای کلوخه‌سازی کامل شده و کامپوزیت SiC- Al_2O_3 در دمای ۱۴۰۰ درجه سانتیگراد به خوبی متراکم می‌شود که افزایش تراکم برای بهبود استحکام خمشی بسیار اهمیت دارد [۳۰،۲۹]. افزودن آلومینا همچنین باعث بهبود تراکم و کلوخه‌سازی شده و افزایش مقدار آن تا ۷ درصد وزنی موجب بهبود استحکام خمشی شده و افزودن بیشتر از ۷ درصد، موجب کاهش استحکام خمشی می‌گردد. از این رو، مقدار افزودنی Al_2O_3 بهینه در این پژوهش، ۷ درصد وزنی به دست آمد.

مراجع

[1] Izhevsikyi VA, Genova LA., *"Microstructure and properties tailoring of liquid-phase sintered SiC"*, International Journal of Refractory Metal & Hard Materials. 2001; 19:407–409.

[2] Jensen R.P., Luecke E.W., *"High-temperature properties of liquid-phase-sintered α-iC"*, Materials Science and Engineering A. 2000; 282:109–114.

[3] Kim Y.W., Kim J.Y., *"Effect of initerial particle size on microstructure of liquid-phase sintered α-silicon carbide*, Journal of the European Ceramic Society. 2000; 20:945–949.

[4] Lee Y., Kim Y.W., *"Fabrication of dense nanostructured silicon carbide ceramics through two-step sintering"*, Journal of American Ceramic Society. 2003; 86(10):1803–1805.

[5] Liden E., *"Carlstrom E. Homogeneous distribution of sintering additives in liquid-phase sintered silicon carbide"*, Journal of the American Ceramic Society. 1995; 78(7):1761–1768.

[6] Samanta A.K., Dhargupta K.K., *"Decomposition reactions in the SiC-Al-Y-O system during gas pressure sintering. Ceramics International"*, 2001; 27:123–133.

[7] Magnani G., Sico G., Brentari A., Fabbri P., *"Solid-state pressureless sintering of silicon carbide below 2000 ◦C"*, Journal of the European Ceramic Society. 34 (2014) 4095-4098.

[8] She J.H., Ueno K., *"Effect of additive content on liquid-phase sintering on silicon carbide ceramics"*, Materials Research Bulletin. 1999; 34(10-11):1629–1636.

[9]. She J.H., Ueno K., *"Densification behavior and mechanical properties of pressureless-sintered silicon carbide ceramics with alumina and yttria additions"*, Materials Chemistry and Physics. 1999; 59:139–142.

[10] van Dijen F.K., Mayer E., *"Liquid phase sintering of silicon carbide"*, Journal of the European Ceramic Society. 1996; 16:413–420.

[11] Ye H., Pujar V.V., *"Coasening in liquid-phase-sintered α-SiC"*, Acta mater. 1999; 47(2):481–487.

[12] Zhang L., Ru H.Q., *"Sintering behavior and mechanical properties of the powder mixtures of SiC/YAG ceramics"*, Journal of Northeastern University (Natural Science) 2002; 23(7):667–670.

[13] Zhou Y., Hirao K., *"Fracture-mode change in alumina-silicon carbide composites doped with rare-earth impurities"*, Journal of the European Ceramic Society. 2003; 24:265–270.

[DOR: 20.1001.1.17263689.1399.28.3.17.1]
[DOI: 10.29252/ijcm.28.3.763]

[14] Prochazka S., *"U.S. Patent*", 3 (1974) 853.566.

[15] Ihle J., Hermann M., Adler J., *"Phase formation in porous liquid phase sintered silicon carbide: Part III: Interaction between Al2O3–Y2O3 and SiC*", Journal of the European Ceramic Society. 25(7): 1005-1013.

[16] Lee J. K., Park J. G., Lee E. G., Seo D. S., Hwang Y., *"Effect of starting phase on microstructure and fracture toughness of hot-pressed silicon carbide*", Materials Letters. 57(1) (2002) 203-208.

[17] Prochazka S., *"High performance application. In: Proceedings of the Second Army Materials Technology Conference*", Burke J.J. Gorum A.E., and Katz R.N. (Eds.), (1975) pp. 235-252.

[18] Cutler R.A., Jackson T.B., *"Ceramic materials and component for engines. In: Proceedings of the Third International Symposium*", Tennery V.J. (Ed.), pp. 309-318.

[19] She J.H., Ueno K., *"Effect of additive content on liquid phase sintering on silicon carbide ceramics*", Materials Research Bulletin. 34(10/11): (1999) 1629-1636.

[20] Omari M., Takei H., *"Pressureless sintering of of SiC*", Journal of the American Ceramic Society. 65(6) (1982) C92.

[21] Humminger R., *"Carbon inclusion in sintered silicon carbide*", Journal of the American Ceramic Society. 72 (1989) 1741-1744.

[22] Liang H., Yao X., Zhang J., Liu X., Huang Z., *"Low temperature pressureless sintering of-silicon carbide with Al2O3 and CeO2 as additives*", Journal of the European Ceramic Society.34 (2014) 831-835.

[23] Magnani G., Minocari G.L., Piloti L., *"Flexural strength and toughness of liquid phase sintered silicon carbide*", Ceramic International. 26 (2000) 495-500.

[24] Zhao Y., Tanaka H., Otani S., Bando Y., *"Low temperature pressureless sintering of □-silicon carbide with Al2C3, B4C and C as additives*", Journal of the American Ceramic Society. 82 (1999) 1959-1964.

[25] Lorrette C., Reau A., Briottet L., *"Mechanical properties of nanostructured silicon carbide Consolidated by spark plasma sintering"*, Journal of the European Ceramic Society. 33 (2013) 147-156.

[26] Hayun S., Paris V., Mitrani R., *"Microstructure and mechanical properties of silicon carbide processed by spark plasma sintering (SPS)*", Ceramic International. 38: 5335-6340.

[27] German R. M., Suri P., Park S. J., *"Review: liquid phase sintering*", Journal of Materials Science. 44(1) (2008) 1-9.

[28] Lee Y.K., Kim Y.M., Mitomo M., Kim D.Y., *"Fabrication of dense nanostructured silicon carbide ceramics through two step sintering",* Journal of the American Ceramic Society. 86 (2003) 1803-1805.

[29] https://rasekhoon.net/search/article

[30] Galusek D., Ghillanyova K., Sedlacek J., KKozankova J., Sajgalik P., *"The influence of additives on microstructure of sub-micron alumina ceramics prepared by two stage sintering*", Journal of the European Ceramic Society. 32: 1965-1970.